

# EUROPEAN PATENT OFFICE

## Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 2000256789  
PUBLICATION DATE : 19-09-00

APPLICATION DATE : 10-03-99  
APPLICATION NUMBER : 11063923

APPLICANT : KOBE STEEL LTD;

INVENTOR : SHINTO YOSUKE;

INT.CL. : C22C 38/00 C21D 9/46 C22C 38/06 C22C 38/16 C23C 2/06 // C23C 2/02

TITLE : COLD-ROLLED STEEL SHEET EXCELLENT IN WORKABILITY AND SPOT WELDABILITY AND PRE-GALVANNEALED STEEL SHEET AND PRODUCTION THEREOF

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a cold-rolled steel sheet having about 440-640 MPa tensile strength and excellent workability, plating characteristic and spot weldability, and an galvanized steel sheet used for the such a cold-rolled steel sheet as a base steel sheet, and an available method for producing these.

SOLUTION: This cold-rolled steel sheet contains 0.03-0.17% C, >0 to ≤0.15% Si, >0 to ≤1.5% Al and >0 to ≤2.5% Mn and satisfies the following inequality, i.e.,  $[C] + [Mn]/60 + [Si]/30 \leq 0.2\%$  (wherein, [C], [Mn] and [Si] show C, Mn and Si contents (mass%)) and has the main structural constitution of ≥80 vol.% polygonal ferritic portion ratio, ≥2 vol.% retained austenite quantity and ≤10 vol.% bainite ratio.

COPYRIGHT: (C)2000,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-256789

(P2000-256789A)

(43) 公開日 平成12年9月19日 (2000.9.19)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テ-マ-ト* (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 T 4 K 0 2 7
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	J 4 K 0 3 7
C 2 2 C 38/06		C 2 2 C 38/06	
38/16		38/16	
C 2 3 C 2/06		C 2 3 C 2/06	
審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 11 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願平11-63923

(22) 出願日 平成11年3月10日 (1999.3.10)

(71) 出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号

(72) 発明者 橋本 俊一

兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神

戸製鋼所加古川製鉄所内

(72) 発明者 鹿島 高弘

兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神

戸製鋼所加古川製鉄所内

(74) 代理人 100067828

弁理士 小谷 悦司 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 加工性及び点溶接性に優れた冷延鋼板およびプレめっき合金化溶融亜鉛めっき鋼板並びにそれらの製造方法

(57) 【要約】

【課題】 140～640 M P a 程度の引張強さを有し、H 加工性、めっき特性および点溶接性にも優れた冷延鋼板、およびこうした冷延鋼板を素地鋼板とする合金化溶融亜鉛めっき鋼板、並びにこれらを製造する為の有用な方法を提供する。

【解決手段】 C : 0.03～0.17%、Si : 1.5%以下 (0%を含まない)、Al : 1.5%以下 (0%を含まない) および Mn : 2.5%以下 (0%を含まない) を夫々含有すると共に、下記 (1) 式の関係を満たし、且つポリゴナルフェライト分率 : 80 体積%以上、残留オーステナイト量 : 2 体積%以上、およびベイナイト率 : 10 体積%以下である組織を主要組織構成とするものである。

$$[C] + [Mn] / 60 + [Si] / 30 \leq 0.2\% \quad \cdots (1)$$

但し、[C]、[Mn] および [Si] は、夫々 C、Mn および Si の含有量 (質量%) を示す。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 C：0.03～0.17%（質量%の意味、以下同じ）、Si：1.5%以下（0%を含まない）、Al：1.5%以下（0%を含まない）およびMn：2.5%以下（0%を含まない）を夫々含有すると

$$[C] + [Mn]/60 + [Si]/30 \leq 0.2\%$$

但し、[C]、[Mn]および[Si]は、夫々C、MnおよびSiの含有量（質量%）を示す。

【請求項2】 Ni：1%以下（0%を含まない）、Cu：1%以下（0%を含まない）、Mo：0.5%以下（0%を含まない）よりなる群から選ばれる1種以上を含有するものである請求項1に記載の冷延鋼板。

【請求項3】 請求項1または2に記載の冷延鋼板を製造するに当たり、熱間圧延に際してまず1000～1250℃に加熱し、 $A_{e3}$ 変態点および $A_{e1}$ 変態点を夫々下記（2）式および（3）式で定義したとき、 $A_{e3}$ 変態点～（ $A_{e3}$ 点－200℃）で仕上げ圧延した後、途中に（ $A_{e1}$ 変態点＋50℃）～（ $A_{e1}$ 点－50℃）の

$$A_{e3}\text{変態点}(\text{℃}) = 910 - 203 \times [C]^{1/2} + 45 \times [Si] - 23 \times [Mn] + 95 \times [Al] + 32[Mo] - 15.2 \times [Ni] \quad \dots\dots (2)$$

$$A_{e1}\text{変態点}(\text{℃}) = 723 + 29 \times [Si] - 11 \times [Mn] + 31 \times [Al] - 16.9 \times [Ni] \quad \dots\dots (3)$$

但し、[C]、[Si]、[Mn]、[Al]、[Mo]および[Ni]は、夫々C、Si、Mn、Al、MoおよびNiの含有量（質量%）を示す。

【請求項4】 請求項1または2に記載の冷延鋼板の表面に、合金化溶融亜鉛めっきが形成されたものである合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項5】 請求項1または2に記載の冷延鋼板の表面に、Ni-Co、Fe-Ni、Fe-Co、Fe-Co-Niのいずれかの合金めっき成分が第一層として0.2～3g/m<sup>2</sup>で形成され、その上に合金化溶融亜鉛めっき層が第二層として形成されたものであることを特徴とする加工性および点溶接性に優れたプレめっき合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項6】 請求項5に記載のプレめっき合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造するに当たり、請求項1または2に記載の冷延鋼板の表面に、Ni-Co、Fe-Ni、Fe-Co、Fe-Co-Niのいずれかの合金めっき成分を0.2～3g/m<sup>2</sup>塗布し、引き続き合金化溶融亜鉛めっきラインにて450～600℃の温度範囲で溶融亜鉛めっき工程を含めて20～200秒焼鈍した後、5～50℃/秒の冷却速度で350～500℃まで冷却し、更に（ $A_{e1}$ 変態点－50℃）～（ $A_{e1}$ 変態点＋100℃）の温度範囲で5～60秒の合金化処理を行なうことを特徴とする加工性および点溶接性に優れたプレめっき合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、自動車、電機、機械等の産業分野で使用される、440～640MPaの

共に、下記（1）式の関係を満足し、且つポリゴナルフェライト分率：80体積%以上、残留オーステナイト量：2体積%以上、およびベイナイト率：10体積%以下である組織を主要組織構成とするものであることを特徴とする加工性および点溶接性に優れた冷延鋼板。

.....（1）

温度範囲で2～15秒の放冷を含みつつ、10～100℃/秒の冷却速度で冷却して500～350℃で巻取り、次いで酸洗および40～80%の冷間圧延を行ない、更に（ $A_{e1}$ 変態点＋70℃）～（ $A_{e1}$ 変態点－50℃）の温度範囲にて20～200秒焼鈍した後、20℃/秒以下の冷却速度で（ $A_{e1}$ 変態点－20℃）～（ $A_{e1}$ 点－120℃）の温度まで冷却し、引き続き50～150℃/秒の冷却速度で500℃～350℃まで冷却し、その温度で60～350秒保持後室温まで冷却することを特徴とする加工性および点溶接性に優れた冷延鋼板の製造方法。

引張強さを有し、且つ加工性、めっき特性および点溶接性にも優れた冷延鋼板、およびこうした冷延鋼板を素地鋼板とするめっき合金化溶融亜鉛めっき鋼板、並びにこれらを製造する為の有用な方法等に関するものである。尚、本発明で対象とする合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、上記した様々な用途で使用されるものであるが、以下では代表的なものとして自動車の車体に使用する場合を中心に説明を進める。

## 【0002】

【従来の技術】近年、自動車の安全性向上や燃費向上の観点から、自動車用鋼板の高強度と薄肉化（軽量化）が進められている。そして、現在の自動車の車体に用いられている鋼板は、引張強さが300MPa程度のものであるが、上記の観点から引張強さを440MPa程度にまで上げることが要求されている。しかしながら、引張強さを上げると、自動車の車体用鋼板として要求される特性の一つである加工性（延性）が劣化してしまい、必要とされる加工性を発揮するものが得られていないのが実状である。

【0003】自動車用鋼板等の薄鋼板において加工性（延性）の向上を図る技術として、オーステナイトがマルテンサイトに変態することによって高い延性を示す変態誘起塑性（以下、「TRIP」と略記することがある）を利用した技術が知られている。こうしたTRIP鋼板として、従来では高価な合金元素を多量に添加した引張強さが780MPa級のもののしか良好な延性が達成されていなかった（例えば、特開平5-112846号）。しかしながら、こうした鋼板では、自動車の車体の様に大量生産が前提となる廉価な用途に適していると

はいえ、更なる改善が望まれていた。

【0004】ところで、自動車用鋼板においては、素地鋼板（冷延鋼板）の表面に、溶融亜鉛めっきを施したり、更にこの溶融亜鉛めっきを熱処理によって合金化させて合金化溶融亜鉛めっき鋼板として使用されることが多く、こうした観点からめっき特性（めっき密着性）が良好であることも要求される。

【0005】上記TRIP鋼板では、残留オーステナイトを生成させる為に、SiやAlの多量の添加が必要とされるが（例えば、特開平5-247586号、同6-145788号、同6-145792号等）、これらの元素はいずれも焼鈍過程において酸化皮膜を形成する傾向があり、こうした酸化皮膜は溶融めっき工程において不めっき部分を生じさせるという問題もある。

【0006】こうした問題を解決する方法として、溶融亜鉛めっきを施す前にある種の成分をめっきするいわゆるプレめっき法も知られているが（例えば、特公昭46-19282、同63-48923号、特開平4-333551号等）、合金化溶融亜鉛めっきの限られた製造プロセス中で、残留オーステナイトによるTRIP効果を発現させ、優れた加工性とめっき特性を兼備させた鋼板の報告はなされていない。

【0007】尚、延性を改善した鋼板として、例えば特開平7-207405号や同7-207413号等には、化学成分組成とミクロ組織を適切に調整することによって、引張強さが440～640MPa程度で延性を改善した高強度複合組織冷延鋼板が開示開示されている。しかしながらこうした鋼板においては、上記めっき特性（めっき密着性）については考慮されておらず、改

$$[C] + [Mn]/60 + [Si]/30 \leq 0.2\%$$

但し、[C]、[Mn]および[Si]は、夫々C、MnおよびSiの含有量（質量%）を示す。

【0011】本発明の上記冷延鋼板においては、Ni：1%以下（0%を含まない）、Cu：1%以下（0%を含まない）、Mo：0.5%以下（0%を含まない）よりなる群から選ばれる1種以上を含有することも有効であり、これによって冷延鋼板の特性を更に改善することができる。

【0012】上記の様な冷延鋼板を製造するに当たっては、熱間圧延に際してまず1000～1250℃に加熱し、 $A_{e3}$ 変態点および $A_{e1}$ 変態点を夫々下記（2）式および（3）式で定義したとき、 $A_{e3}$ 変態点～（ $A_{e3}$

$$A_{e3}\text{変態点} (^{\circ}\text{C}) = 910 - 203 \times [C]^{1/2} + 45 \times [Si] - 23 \times [Mn] + 95 \times [Al] + 32 [Mo] - 15.2 \times [Ni] \quad \dots\dots (2)$$

$$A_{e1}\text{変態点} (^{\circ}\text{C}) = 723 + 29 \times [Si] - 11 \times [Mn] + 31 \times [Al] - 16.9 \times [Ni] \quad \dots\dots (3)$$

但し、[C]、[Si]、[Mn]、[Al]、[Mo]および[Ni]は、夫々C、Si、Mn、Al、MoおよびNiの含有量（質量%）を示す。

【0013】上記の様な冷延鋼板の表面に合金化溶融亜鉛めっきを施すことによって、加工性、めっき特性およ

善の余地が残されているのが実状である。

【0008】一方、自動車用鋼板は、プレス成形後に点溶接によって組み立てられるが、高張力鋼になると、各種合金成分が増加し点溶接部の十字引張り強度が必ずしも母材強度に比例して増加しない。これは、破断位置が母材からナゲットに変化するためであり、ナゲット破断が生じると十字引張り強度は軟鋼よりも低下してしまい、高張力鋼を使用する意味がなくなってしまう。こうした点溶接性の観点から従来提案されている鋼板を見ると、いずれも良好な点溶接性（スポット溶接性）が発揮されているとはいえない。

【0009】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、こうした状況の下でなされたものであって、その目的は、440～640MPa程度の引張強さを有し、且つ加工性、めっき特性および点溶接性にも優れた冷延鋼板、およびこうした冷延鋼板を素地鋼板とする合金化溶融亜鉛めっき鋼板、並びにこれらを製造する為の有用な方法を提供することにある。

【0010】

【課題を解決するための手段】上記目的を達成し得た本発明の冷延鋼板とは、C：0.03～0.17%、Si：1.5%以下（0%を含まない）、Al：1.5%以下（0%を含まない）およびMn：2.5%以下（0%を含まない）を夫々含有すると共に、下記（1）式の関係満足し、且つポリゴナルフェライト分率：80体積%以上、残留オーステナイト量：2体積%以上、およびベイナイト率：10体積%以下である組織を主要組織構成とするものである点に要旨を有するものである。

……（1）

点-200℃で仕上げ圧延した後、途中に（ $A_{e1}$ 変態点+50℃）～（ $A_{e1}$ 点-50℃）の温度範囲で2～15秒の放冷を含みつつ、10～100℃/秒の冷却速度で冷却して500～350℃で巻取り、次いで酸洗および40～80%の冷間圧延を行ない、更に（ $A_{e1}$ 変態点+70℃）～（ $A_{e1}$ 変態点-50℃）の温度範囲にて20～200秒焼鈍した後、20℃/秒以下の冷却速度で（ $A_{e1}$ 変態点-20℃）～（ $A_{e1}$ 点-120℃）の温度まで冷却し、引き続き50～150℃/秒の冷却速度で500℃～350℃まで冷却し、その温度で60～350秒保持後室温まで冷却する様にすれば良い。

び点溶接性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板が得られる。また、上記の様な冷延鋼板の表面に、Ni-C、Fe-Ni、Fe-C、Fe-Co-Niのいずれかの合金めっき成分が第一層として0.2～3g/m<sup>2</sup>で形成し、その上に合金化溶融亜鉛めっき層を第二層とし

て形成したプレめっき合金化溶融亜鉛めっき鋼板とすることも有用である。

【0014】一方、上記の様なプレめっき合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造するに当たっては、上記の冷延鋼板の表面に、Ni-Co、Fe-Ni、Fe-Co、Fe-Co-Niのいずれかの合金めっき成分を0.2～3g/m<sup>2</sup>塗布し、引き続き合金化溶融亜鉛めっきラインにて450～600℃の温度範囲で溶融亜鉛めっき工程を含めて20～200秒焼純した後、5～50℃/秒の冷却速度で350～500℃まで冷却し、更に(Ae<sub>1</sub>変態点-50℃)～(Ae<sub>1</sub>変態点+100℃)の温度範囲で5～60秒の合金化処理を行なう様にすれば良い。

【0015】

【発明の実施の形態】本発明者らは、上記課題を解決するため、様々な角度から検討した。そして、C、Si、Al、Mn(必要によって、更にCu、Ni、Mo等)を添加した種々の鋼に対して、成分やマイクロ組織および製造条件等が加工性等に及ぼす影響について検討した。その結果、上記の構成を採用すれば、上記目的が見事に達成できることを見出し、本発明を完成した。まず本発明の冷延鋼板で規定した成分範囲限定理由について説明する。

【0016】C:0.03～0.17%

Cは、他の高価な合金元素を用いることなくオーステナイトを安定化させ、室温で残留させる為に最も重要な元素の一つである。本発明では、後述する熱処理によってオーステナイトからフェライトへの変態を利用し、オーステナイト中の炭素濃度を高めることでオーステナイトの安定化が図れるが、C含有量が0.03%未満では最終的に得られる残留量量が2%未満であり、十分なTRIP効果が期待できない。こうした観点から、本発明ではC含有量の下限を0.03%とした。

【0017】また、C含有量が増加するに従って、必要となる残留オーステナイト量が確保できるが、C含有量が過剰になって0.17%を超えると、強度が増加し過ぎて610MPa以下の強度が得にくくなる。尚、C含有量の好ましい下限は0.05%であり、好ましい上限は0.15%である。

【0018】Si:1.5%以下(0%を含まない)、Al:1.5%以下(0%を含まない)

SiとAlは、オーステナイトを室温でも安定になるほど炭素濃化させるために重要な添加元素である。本発明では、TRIP効果を利用するものであり、鋼板をフェライト-オーステナイト2相域に加熱し、冷却時にフェライト変態を進行させることによって、オーステナイト中に炭素を濃化させることが本発明の技術の中心思想となる。しかしながら、フェライト変態の進行と共に(従って、オーステナイト中の炭素濃度の上昇と共に)炭化物の生成が起こり易くなり、650～550℃程度の高温ではパーライトが生成されると共に、パーライト変態

ノーズ以下の低温(500℃以下の温度)ではベイナイトが生成されるようになる。ここで、炭化物形成元素(特に、セメンタイト中に固溶してセメンタイトの生成を促進し、オーステナイト中へのCの濃化を抑制する元素:例えばCr)が過剰に存在すると全炭素量が減少し、その結果として残留オーステナイト量を減少させることになる。AlとSiはよく知られているように、炭化物(ここではセメンタイト)に固溶しない為に、炭化物の生成を著しく遅らせる働きがある。これにより炭化物の形で炭素原子を浪費することなく、効率良くオーステナイトへの炭素濃化を可能にする。

【0019】Siはこのときフェライト中に固溶し、フェライトを強化することから、不必要に多量の添加は鋼板の強度の不必要な上昇や加工性の劣化をもたらす。また、めっき特性を著しく劣化させるため、その含有量は1.5%以下とする必要がある。

【0020】一方、Alの場合は、固溶強化作用が殆ど無いので、Siのような心配はないが、不必要に多量の添加がなされたときには、めっき特性の劣化、介在物の上昇、加工性の劣化をもたらすことからその含有量は1.5%以下とする必要がある。

【0021】尚、SiやAlによる上記効果を発揮させる為には、Siで0.05%以上、Alで0.4%以上含有させることが好ましい。

【0022】Mn:2.5%以下(0%を含まない)  
Mnは、オーステナイト中に偏析し、残留オーステナイトの生成に貢献する添加元素である。これに加えてMnの添加は、オーステナイトのマルテンサイト変態開始温度を低下させる作用を発揮する。しかしながら、Mnを過度に含有させると、オーステナイトが安定化し過ぎて変形中にオーステナイトからマルテンサイトへの加工誘起変態によるTRIP効果が発現しなくなったり、固溶強化し過ぎて、所望の強度範囲を超えてしまうことがあるので、その上限は2.5%とした。尚、Mn含有量の好ましい下限は0.5%、より好ましくは0.8%であり、好ましい上限は2.3%、より好ましいは2.0%である。

【0023】 $[C] + [Mn]/60 + [Si]/30 \leq 0.2\%$

本発明の冷延鋼板においては、その点溶接性を良好にするという観点から、C、MnおよびSiが、 $[C] + [Mn]/60 + [Si]/30 \leq 0.2\%$  [上記(1)式]の関係を満たす必要がある。前述した様に、各種合金成分が増加するとナゲット破断が生じ易くなって点溶接性が劣化するのであるが、本発明者らが合金元素と点溶接性の関係について詳細に検討した結果、ナゲット破断の臨界点が $[C] + [Mn]/60 + [Si]/30 \leq 0.2\%$ にあることを見出したのである。即ち、上記(1)式を満足することによって、ナゲット破断が生じにくくなって点溶接性が良好になるのである。

【0024】本発明の冷延鋼板における基本的な化学成分

組成は上記の通りであり、残部はFeおよび不可避不純物からなるものであるが、本発明の冷延鋼板には、必要によって、Ni、Cu、Mo等を下記の量で含有させることも有効である。また、本発明の冷延鋼板素地鋼板には、これらの成分以外にも鋼板の特性を阻害しない程度の微量成分も含み得るものであり、こうした素地鋼板を用いることも本発明の技術的範囲に含まれるものである。

【0025】Ni：1%以下（0%を含まない）、Cu：1%以下（0%を含まない）、Mo：0.5%以下（0%を含まない）よりなる群から選ばれる1種以上  
Ni、CuおよびMoは、Mnと同様にオーステナイト中に偏析し、残留オーステナイトの生成に貢献する添加元素である。またMnと同様に、オーステナイトのマルテンサイトへの変態開始温度を低下させるが、過度に添加すると、オーステナイトが安定化し過ぎ、変形中にオーステナイト→マルテンサイトへの加工誘起変態によるTRIP効果が発現しなくなったり、固溶強化し過ぎて、所望の強度範囲を超えてしまうことがあるので、Ni、Cuの上限値は1%、Moの上限値は0.5%とした。

【0026】一方、これらの元素はMnとは異なり、炭化物（セメントイト）との親和力が弱い為に、C含有量が少ない場合でも、炭化物生成を抑えて効率よくオーステナイト中にCを濃化させられるために、必要によって添加される有用な元素である。また、Al、Siに比べて、酸素との親和力が弱いので、溶融亜鉛めっき中にZnと地鉄との反応を阻害する強固な酸化被膜をあまり作らず、めっき特性の維持にも有効に作用する。

【0027】本発明では、めっき特性、介在物の清浄度を維持するために、従来のTRIP鋼では積極的に添加されていたAlやSiの上限をいずれも1.5%にする必要があるが、これら両元素の不足をNi、CuおよびMo等で補うことによって、溶融亜鉛めっき特性、介在物清浄度を維持することも可能であり、ベイナイト変態中に炭化物形成を抑えつつ、C添加量が少ない場合でも、残留オーステナイトを一定量以上確保することができる。

【0028】本発明の冷延鋼板は、強度が440～640MPaの比較的低強度のTRIP鋼を対象にするものであることから、軟質なフェライトを主相とすることが前提となる。こうした観点から、本発明の冷延鋼板中のポリゴナルフェライト分率を80体積%以上とする必要がある。また、ポリゴナルフェライトとすることによって、低降伏点を達成することができるのである。

【0029】本発明の冷延鋼板において、最終的なマイクロ組織にオーステナイトを残留させるためには、フェライト変態だけでは十分なC濃化が達成できないので、本発明ではベイナイト変態を利用することになる。従って、本発明の冷延鋼板における最終的なマイクロ組織は、

（フェライト＋ベイナイト＋オーステナイト）の3相の混合組織となることが望ましい。

【0030】そして、最終組織に含まれる残留オーステナイト量は、鋼板の強度、加工性を大きく左右する重要な因子であり、TRIP効果のある程度発現する為には、残留オーステナイト量は2体積%以上必要である。尚、残留オーステナイト量が2体積%未満であっても、残留オーステナイトは加工誘起変態するが、その加工誘起変態による延性向上しりが少な過ぎて、引張試験では実験誤差程度の効果しか得られなくなる。

【0031】本発明における上記ベイナイト変態は、最終的なマイクロ組織にオーステナイトを残留させるという観点から、フェライト変態だけでは不十分であるC濃化を十分に達成させる為に必要なプロセスであるが、その結果としてベイナイト率が10体積%を超えると、必要な残留オーステナイト量が確保できなくなる。

【0032】以上のことから、本発明で用いる冷延鋼板は、そのマイクロ組織がポリゴナルフェライト分率：80体積%以上、残留オーステナイト量：2体積%以上、およびベイナイト率：10体積%以下である組織を主要組織構成とする必要がある。但し、不可避免的に混入する総量5体積%以下のマルテンサイトやセメントイトは許容されるものである。

【0033】次に、本発明の冷延鋼板の製造方法について説明する。本発明方法においては、引張強さが440～640MPaで強度が比較的低い（即ち、加工性の極めて優れた）冷延鋼板を製造し、且つめっき特性の向上をも図る為に、オーステナイト安定化元素であるCおよびMn（必要により、Ni、CuおよびMo）の添加量、並びにフェライト安定化元素であるSiおよびAlの添加量を制限したものである。しかしながら、その結果として連続焼純の熱サイクルだけで所望の残留オーステナイト量を形成させることは困難になる。そこで本発明者らは、冷延鋼板の素材となる熱延鋼板において予め炭素および置換型元素の濃化した領域を分散させ、短時間の焼純熱サイクルで必要な残留オーステナイト量を生成させることができる製造条件を設定したのである。以下、本発明の製造方法の各要件について説明する。

【0034】本発明では、まず熱間圧延の際の加熱温度を1000～1250℃とする必要がある。この温度が1000℃未満では、圧延荷重が大きくなり、熱延が困難となる。また、1250℃を超えると、加熱エネルギーが大きくなって、コストが高くなったり、環境上問題となるばかりでなく、酸化スケール層が厚くなり歩留まり低下、酸洗コストの増大を招くことになる。

【0035】次に、熱間仕上げ圧延温度は、 $A_{e3}$ 変態点を前記（2）式で定義したとき、 $A_{e3}$ 変態点～（ $A_{e3}$ 変態点－200℃）の比較的低温とする必要がある。この熱間圧延では、上述の如く640MPa以下の低強度TRIP鋼に必要なフェライト体積率を確保する

為のものであるが、熱間仕上げ圧延温度が $A_{e_3}$ 変態点を超えると、いわゆる再結晶オーステナイト領域での熱延となり、こうした熱間圧延ではフェライトスタート（変態開始）を加速することができず、熱延板でのフェライト体積率の確保や、旧オーステナイトへの合金元素の移動ができず、その後の連続焼鈍（めっき工程も含む）での残留オーステナイトの生成が困難になる。一方、この熱間仕上げ圧延温度が（ $A_{e_3}$ 変態点-200℃）未満となると、熱延荷重が高くなり過ぎて操業上安定製造が困難となる。

【0036】本発明では、熱間圧延に続く巻取りに至る冷却過程を、パーライト変態を避ける為に10～100℃/秒の冷却速度で巻取り温度である500～350℃まで冷却するが、その途中で、 $A_{e_1}$ 変態点を前記（3）式で定義したとき、フェライト変態が最も速く進行する（ $A_{e_1}$ 変態点+50℃）～（ $A_{e_1}$ 変態点-50℃）の温度範囲にて2～15秒の放冷を行うものである。

【0037】こうした工程を付加する結果、所望するフェライト分率が確保され、熱延後に置換型合金元素（フェライトへ偏析する元素：Si、Al等、オーステナイトに偏析する元素：Mn、Cu、Ni、Mo等）がフェライト粒および旧オーステナイト粒の夫々に偏析し、特に、Mn、Cu、Ni、Mo等のオーステナイト安定型置換型元素を熱延段階でフェライト相以外の第2相（ベイナイト、オーステナイト、マルテンサイト等）に偏析させておくことが可能となる。この工程における冷却速度が10℃/秒未満では、パーライト変態によってCの濃縮が阻害され、100℃/秒を超えると、冷却するには過大な水流密度が必要となり好ましくない。また、放冷時間が2秒未満となると十分なフェライト生成が不可能となり、15秒を超えると現実的な冷却帯内での製造が不可能となる。

【0038】上記巻取り温度は500～350℃とする必要があるが、この巻取り温度が500℃を超えると、（ $A_{e_1}$ 変態点±50℃）での一旦保持によって置換型元素の分配をせっかく起こさせても、パーライト変態を生じてしまい、その後の冷間圧延や短時間加熱段階でセメントライトが再固溶せず、オーステナイト中へCを濃化させることができなくなる。また、巻取り温度が350℃未満になると、十分なベイナイト変態が生じず、Cの残留オーステナイトへの濃化が不足する。

【0039】そして、この段階までで得られる組織は、ポリゴナルフェライト分率：80体積%以上、ベイナイト体積率：10%以下、残部がオーステナイトおよび／またはマルテンサイトの組織とする。

【0040】その後、酸洗および冷間圧延を行なうものであるが、このときの冷間圧延率（加工率）は40～80%とする必要がある。この冷間圧延率が40%未満では冷延による板厚減少の意味が薄くなり、80%を超え

ると通常のタンデム圧延機での圧延が困難となる。

【0041】次の焼鈍工程では、（ $A_{e_1}$ 変態点+70℃）～（ $A_{e_1}$ 変態点-50℃）の温度範囲にて20～200秒焼鈍することによって、目的とした組織が得られる。 $A_{e_1}$ 変態点未満の焼鈍では、平衡論的にはオーステナイト相が存在しないため残留オーステナイトを生成させることは不可能であるが、本発明のように熱延段階で予め炭素や置換型元素の濃化領域を作っておくことによって、その領域の $A_1$ 変態点は平衡 $A_{e_1}$ 変態点よりも50℃程度低い（ $A_{e_1}$ 変態点-50℃）程度となり、この温度で残留オーステナイトを生成させることが可能となる。一方、焼鈍温度が（ $A_{e_1}$ 変態点+70℃）を超えると、冷却制御によるフェライト分率が少なくなり、結果的にオーステナイト安定型元素の濃化した領域が少なくなり、残留オーステナイトが生成しなくなる。

【0042】上記焼鈍工程に続く工程では、20℃/秒以下の冷却速度で（ $A_{e_1}$ 変態点-20℃）～（ $A_{e_1}$ 変態点-120℃）まで冷却し、引き続き50～150℃/秒の冷却速度で500～350℃まで冷却し、その温度で60～350秒保持する必要がある。こうした工程によって、パーライト変態を伴うことなく所望のフェライト分率が確保できる。

【0043】（ $A_{e_1}$ 変態点-20℃）～（ $A_{e_1}$ 変態点-120℃）まで冷却する際の冷却速度が20℃/秒を超えると、フェライトの生成が不十分となる。また、このときの冷却温度が（ $A_{e_1}$ 変態点-20℃）を超えても、フェライト生成が不十分となり、（ $A_{e_1}$ 変態点-120℃）未満となると、パーライトが混入する。その後の冷却温度が500℃以上になると、せっかく加熱、冷却制御によって炭素や置換型元素の分配を起こさせても、パーライト変態が生じ、TRIP効果が期待できなくなる。また、この冷却温度が350℃未満となると、ベイナイト変態によりCの残留オーステナイトへの濃化の前にマルテンサイト変態してしまい、TRIP効果を発現するのに必要なオーステナイト量が確保できない。

【0044】一方、500～350℃まで冷却するときの冷却速度が50℃/秒未満では、パーライト変態が進行し、150℃/秒を超えるとフェライト生成が不十分となる。また、500～350℃に冷却した後の保持時間が60秒未満であるとベイナイト変態が不十分となり、350秒を超えるとオーステナイト変態が不十分となる。

【0045】尚、上記工程の後には、室温まで冷却するものであるが、このときの冷却速度については、特に限定するものではなく、例えば10℃/秒程度で良い。

【0046】上記の様にして得られる冷延鋼板の表面に電気めっきと施して製品とすることができ、合金化溶融亜鉛めっきを施すことによって、加工性、めっき特性および点溶接性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板が

得られる。また、上記の様な冷延鋼板の表面に、Ni-Co、Fe-Ni、Fe-Co、Fe-Co-Niのいずれかの合金めっき成分が第一層として0.2～3g/m<sup>2</sup>で形成し、その上に合金化溶融亜鉛めっき層を第二層として形成したプレめっき合金化溶融亜鉛めっき鋼板とすることも有用である。

【0047】このプレめっきに関しては、従来から種々のめっき成分が報告されているが、本発明者らが検討したところによると、Fe-Ni-Co系のめっき成分が最も効果的であることを見出している。具体的には、Ni-Co、Fe-Ni、Fe-Co-Niのいずれかのめっき成分を、0.2～3g/m<sup>2</sup>程度塗布することによってめっき付着性の著しい改善がもたらされ、高Si鋼等従来ではめっき不良が生じるとされていた成分系においても良好なめっきが可能となるのである。尚、上記プレめっき合金化溶融亜鉛めっき鋼板において、第一層としての合金めっき層が0.2g/m<sup>2</sup>以下であるとその効果が発揮できず、3g/m<sup>2</sup>を超えると製造プロセス上無駄となりコストが大幅に上がることになる。

【0048】次に、上記の様なプレめっき合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造する方法について説明する。上記した本発明の冷延鋼板を素地鋼板（原板）とする場合には、既にできあがったTRIP鋼としての機能を有する組織構成を変化させない為に、またプレめっき層を破壊しない為に加熱温度をできるだけ低温に保つ必要がある。

【0049】こうした観点から、上記の冷延鋼板の表面に、Ni-Co、Fe-Ni、Fe-Co、Fe-Co-Niのいずれかの合金めっき成分を0.2～3g/m<sup>2</sup>塗布し、引き続き合金化溶融亜鉛めっきラインにて450～600℃の温度範囲で溶融亜鉛めっき工程を含めて20～200秒焼鈍する必要がある。

【0050】上記焼鈍温度は、溶融亜鉛めっきを付着させる為の必要最低温度として規定した。即ち、この温度が450℃未満では溶融亜鉛めっき層の付着性が悪くなり、600℃を超えると残留オーステナイトが消失する。また、設備能力上からして焼鈍時間が20秒未満、200秒を超える条件を得ることは困難である。

【0051】上記焼鈍の後には、5～50℃/秒の冷却速度で350～500℃まで冷却するが、このときの温度（冷却終了温度）が500℃を超えたり、350℃未満

となると、いずれもめっき付着不良を招くことになる。また、この温度までの冷却速度は、設備能力上5～50℃/秒となる。

【0052】本発明では、引き続き合金化処理を行なうものであり、この合金化処理は通常550℃程度あるいはそれ以上の温度で行われているが、こうした条件ではオーステナイトがパーライトに変態して残留しまいことになる。本発明では、オーステナイトを残留させるという観点から、合金化処理温度を（A<sub>e1</sub>変態点-50℃）～（A<sub>e1</sub>変態点+100℃）の範囲とする必要がある。即ち、この温度が（A<sub>e1</sub>変態点-50℃）未満となるとパーライト変態してしまい、一方（A<sub>e1</sub>変態点+100℃）を超えると2相域の中でもオーステナイト分率が高くなってC濃度が低下し、冷却時にマルテンサイト変態若しくはベイナイト変態してしまい、オーステナイトが残らなくなる。

【0053】また、合金化処理時間については、上記温度範囲にて5～60秒とする必要がある。即ち、合金化を行なう為には最低5秒必要であり、また60秒を超えると、合金化が過度に進んで商品価値を損なうことになる。

【0054】尚、前述の如く、本発明の冷延鋼板には、プレめっきを施さずにその表面に直接合金化溶融亜鉛めっきを形成してもよいが、このときの製造方法は、上記プレめっき形成工程を省く以外は、上記工程に従えば良い。

【0055】以下、本発明を実施例によって更に詳細に説明するが、下記実施例は本発明を限定するものではなく、前・後記の趣旨に倣して設計変更することはいずれも本発明の技術的範囲に含まれるものである。

#### 【0056】

【実施例】下記表1に示す化学成分組成の鋼材を、真空溶解炉にて溶解した。このときの各鋼種の変態点（A<sub>e1</sub>変態点およびA<sub>e3</sub>変態点）および前記（1）式の左辺の値を表1に併記する。上記各鋼種を用い、1200℃に加熱した後、下記表2に示す条件で厚みが2.4mmになるまで熱間圧延した。熱延鋼板の組織構成（フェライト分率：α分率、ベイナイト分率：B分率、残留オーステナイト率：残留γ率）を表2に併記する。

#### 【0057】

#### 【表1】



鋼種	化学成分組成(質量%)									(1)式の左 辺の値*	変態点(℃)	
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Mo		Ae <sub>1</sub>	Ae <sub>3</sub>
A	0.14	0.75	1.5	0.006	0.005	1.20	-	-	-	0.19	722	947
B	0.15	0.15	2.0	0.005	0.005	1.60	-	0.20	-	0.19	743	941
C	0.10	0.50	1.5	0.005	0.005	0.80	0.20	0.20	0.20	0.14	713	913
D	0.03	0.75	1.5	0.006	0.005	1.20	-	-	-	0.08	722	988
E	0.05	0.10	1.5	0.005	0.005	0.50	-	0.50	0.20	0.18	711	848
F	0.10	0.55	1.5	0.005	0.005	0.05	0.20	0.20	0.20	0.14	689	844
G	0.10	0.75	2.3	0.006	0.005	1.00	-	-	-	0.16	707	922
H	0.05	0.05	2.1	0.006	0.005	0.50	0.50	0.50	0.10	0.09	705	862
I	0.03	0.50	1.5	0.005	0.005	0.05	0.80	0.50	0.20	0.07	685	866
J	0.10	0.50	1.5	0.005	0.005	0.80	0.50	-	-	0.14	717	910
K	0.25	0.03	1.3	0.005	0.005	0.20	0.20	0.20	0.20	0.27	711	802
L	0.14	2.0	1.5	0.005	0.005	1.00	-	-	-	0.23	680	985
M	0.25	1.0	1.5	0.005	0.005	1.80	-	-	-	0.31	733	990
N	0.15	0.03	3.5	0.005	0.005	0.20	0.20	0.20	0.20	0.21	686	775
O	0.02	0.75	1.5	0.005	0.005	1.20	-	-	-	0.07	722	995

\* (1)式の左辺の値 =  $[C] + [Mn]/60 + [Si]/30$

【0058】

【表2】

No	鋼種	熱間仕上げ圧 延温度(℃)	冷却条件				巻取り温度 (℃)	組織構成			
			一次冷却速度 (℃/s)	放冷温度 (℃)	放冷時間 (秒)	二次冷却速度 (℃/s)		α分率 (体積%)	B分率 (体積%)	残留γ (体積%)	その他
1	A	820	80	700	8	60	400	85	10	5	0
2	A	820	60	700	8	60	400	85	10	5	0
3	A	820	60	700	8	60	400	85	10	5	0
4	A	820	60	700	8	60	400	85	10	5	0
5	A	820	60	700	8	60	400	85	10	5	0
6	A	820	60	700	8	60	400	85	10	5	0
7	A	820	60	700	8	60	400	85	10	5	0
8	A	820	60	700	8	60	400	85	10	5	0
9	A	820	60	700	8	60	400	85	10	5	0
10	A	820	60	700	8	60	400	85	10	5	0
11	A	970	60	700	8	60	400	65	35	0	0
12	A	820	60	600	8	60	400	65	25	0	10
13	A	820	60	700	10	60	600	90	0	0	10
14	A	700	60	700	8	60	400	75	20	0	5
15	A	820	60	700	0	60	400	65	35	0	0
16	A	820	60	700	10	20	400	90	5	0	5
17	B	850	60	750	10	60	400	85	10	5	0
18	C	820	60	700	8	60	450	90	5	5	0
19	C	800	50	700	8	50	400	90	5	5	0
20	D	900	70	720	5	70	400	95	2	3	0
21	E	820	80	700	8	60	350	85	10	5	0
22	F	820	60	650	8	60	450	90	5	5	0
23	G	850	60	700	8	60	400	90	5	5	0
24	H	820	80	700	8	60	475	95	2	3	0
25	I	820	70	670	5	50	400	95	1	4	0
26	J	850	60	700	8	60	375	90	5	5	0
27	K	780	60	700	8	60	400	75	20	5	0
28	L	850	60	700	8	60	400	85	5	10	0
29	M	850	60	750	8	60	400	85	5	10	0
30	N	750	60	700	8	60	400	85	7	8	0
31	O	850	60	700	8	60	400	85	5	0	0

【0059】上記熱間圧延鋼板について、酸洗した後、厚み：1.2mmになるまで冷間圧延した（冷延率：50%）。その後、再結晶焼鈍を溶融亜鉛めっきシミュレータ（加熱炉とめっき浴が一体となった装置）を用いて下記表3に示す条件で行ない、その後冷却して各種の冷延鋼板を得た。得られた冷延鋼板について、その組織構成（α分率、B分率、残留γ率）、機械的性質（降伏点：Y<sub>P</sub>、引張強さ：T<sub>S</sub>、伸び：E<sub>1</sub>、静的亜吸収能：T<sub>S</sub>×E<sub>1</sub>値）、および点溶接性について調査した。このとき、引張試験は、厚み：1.2mmのJIS

5号平板試験片をもって行ない、n=3の平均値でもって評価した。また、点溶接性は十字引張り試験においてナゲット破断したものを×、母材破断したものを○とした。

【0060】これらの結果を、焼鈍条件（加熱温度、加熱時間）、冷却・保持条件（冷却速度、停止温度、保持時間）および最終保持条件（温度、時間）と共に下記表3に示す。

【0061】

【表3】

No.	鋼種	焼鈍条件		冷却・保持条件		最終保持条件		素地鋼板の組織構成					機械的性質					点溶接性	備考
		加熱温度 (℃)	加熱時間 (秒)	一次冷却速度 (℃/秒)	停止温度 (℃)	二次冷却速度 (℃/秒)	温度 (℃)	時間 (秒)	α分率 (体積%)	B分率 (体積%)	残留γ (体積%)	その他 (体積%)	YP (MPa)	TS (MPa)	El (%)	TS×El (MPa)			
1	A	850	60	10	650	70	400	250	80	20	0	0	350	520	35	182.0	○	比較例	
2	A	730	60	10	680	70	400	250	85	9	6	0	350	535	40	214.0	○	素地例	
3	A	690	60	10	650	70	400	250	90	3	7	0	310	525	41	215.3	○	素地例	
4	A	650	60	10	650	70	400	250	90	0	0	10	305	430	36	154.8	○	比較例	
5	A	730	60	35	550	70	400	250	65	35	0	0	350	505	34	171.7	○	比較例	
6	A	730	60	10	650	70	400	250	85	5	0	10	350	430	35	150.5	○	比較例	
7	A	730	60	10	650	70	550	250	90	0	0	10	345	420	35	147.0	○	比較例	
8	A	730	60	10	650	70	250	250	85	15	0	0	260	580	34	197.2	○	比較例	
9	A	730	60	10	650	70	400	30	85	10	0	5	280	550	35	192.5	○	比較例	
10	A	730	60	10	650	70	400	500	85	5	0	10	360	505	35	176.8	○	比較例	
11	A	730	60	10	680	70	400	250	85	1	1	13	330	465	40	186.0	○	比較例	
12	A	730	60	10	680	70	400	250	85	0	0	15	325	450	38	171.0	○	比較例	
13	A	730	60	10	680	70	400	250	85	0	0	15	325	445	40	178.0	○	比較例	
14	A	730	60	10	680	70	400	250	85	10	0	5	340	440	40	176.0	○	比較例	
15	A	730	60	10	680	70	400	250	85	10	0	6	330	440	40	176.0	○	比較例	
16	A	730	60	10	680	70	400	250	85	10	0	5	335	435	42	182.7	○	比較例	
17	B	750	60	10	670	70	400	250	85	8	7	0	315	490	43	210.7	○	素地例	
18	C	700	60	10	660	70	400	260	90	6	5	0	325	505	41	207.1	○	素地例	
19	C	750	60	15	650	60	420	300	90	4	6	0	325	510	42	214.2	○	素地例	
20	D	710	60	10	680	70	385	250	95	1	4	0	310	480	44	211.2	○	素地例	
21	E	720	60	10	650	70	400	260	85	7	8	0	325	515	45	231.8	○	素地例	
22	F	730	60	10	630	75	430	250	90	4	6	0	325	500	43	215.0	○	素地例	
23	G	730	60	10	650	70	400	250	90	2	8	0	330	520	43	223.6	○	素地例	
24	H	710	60	10	630	60	400	270	95	0	5	0	300	455	45	209.3	○	素地例	
25	I	720	60	10	650	70	400	250	95	2	3	0	310	465	44	204.6	○	素地例	
26	J	730	60	10	670	70	430	250	90	2	8	0	325	505	45	227.3	○	素地例	
27	K	700	60	10	650	70	400	260	80	13	7	0	455	670	32	214.4	×	比較例	
28	L	700	60	10	650	70	400	250	85	2	13	0	420	655	35	229.3	×	比較例	
29	M	730	60	10	700	70	400	250	80	5	15	0	450	715	35	250.3	×	比較例	
30	N	700	60	10	650	70	400	250	80	9	6	5	400	680	33	224.4	×	比較例	
31	O	720	60	10	650	70	400	250	95	3	0	2	295	420	40	168.0	○	比較例	

【0062】この結果から明らかな様に、本発明で規定する要件を満足する冷延鋼板は、440～640MPa程度の引張強さを有し、且つ優れた加工性および点溶接性を発揮していることが分かる。

【0063】上記表3に示した冷延鋼板の一部を用い(表3のNo. 2, 17, 19～26で得られたもの)、下記表4に示す条件(焼鈍条件、冷却)で溶融亜鉛めっきを施し(めっき付着量: 60g/m<sup>2</sup>)、引き続き同表4に示す条件(合金化温度、時間)で合金化処理を行なった。このとき、一部のものについては、溶融亜鉛めっきに先立ち、Ni-Co系めっきを1g/m<sup>2</sup>

の条件でプレめっきを施した。

【0064】得られた合金化溶融亜鉛めっき鋼板について、素地鋼板の組織( $\alpha$ 分率、B分率、残留 $\gamma$ 率)、機械的性質(降伏点: YP、引張強さ: TS、伸び: El、静的歪吸収能: TS×El値)、点溶接性およびめっき特性(めっき付着性)について調査した。このとき、引張試験および点溶接性については、上記と同様にし、めっき付着性については、一部でもめっき付着不良が観察された試料を×、めっき付着は完全であってもボールインパクト試験で一部のめっき剥離が生じた試料を○、剥離を生じなかったものを◎とした。これらの結果

を、下記表4に併記する。

【0065】

【表4】

表3の No.	鋼 種	焼鈍条件		冷却・合金化条件		素地鋼板の組織構成						機械的性質				ブリめっき の有無	めっき 特性	点溶 接性	備考
		加熱温 度(℃)	加熱時 間(秒)	冷却速度 (℃/秒)	合金化温 度(℃)	合金化時 間(秒)	α分率 (体積%)	β分率 (体積%)	残留γ (体積%)	その他 (体積%)	YP (MPa)	TS (MPa)	El (%)	TS×El (MPa)					
2	A	550	40	20	770	10	80	16	4	0	330	510	38	193.8	無し	×	○	比較例	
17	B	500	60	20	740	15	85	10	4	1	325	490	40	196.0	無し	○	○	実施例	
17	B	500	60	20	750	10	85	10	4	1	325	490	40	196.0	有り	◎	○	実施例	
19	C	500	60	20	710	10	88	7	5	0	330	485	41	198.9	有り	◎	○	実施例	
20	D	490	60	20	720	10	90	6	4	0	305	465	43	200.0	有り	◎	○	実施例	
21	E	530	60	20	710	8	86	8	6	1	325	510	38	193.8	無し	○	○	実施例	
21	E	530	50	20	730	8	85	8	6	1	325	510	38	193.8	有り	◎	○	実施例	
22	F	520	50	20	700	8	90	5	5	0	320	485	38	184.3	有り	◎	○	実施例	
23	G	500	50	20	710	8	90	5	4	1	350	510	39	198.9	有り	◎	○	実施例	
24	H	500	60	20	700	10	90	5	3	2	305	450	41	184.5	無し	○	○	実施例	
24	H	500	60	20	730	10	90	5	3	2	305	450	41	184.5	有り	◎	○	実施例	
25	I	600	60	20	690	10	90	6	4	1	316	455	40	182.0	有り	◎	○	実施例	
26	J	500	50	20	730	8	90	4	5	1	330	500	39	195.0	有り	◎	○	実施例	

【0066】この結果から明らかな様に、本発明の冷延鋼板を用いて所定の条件で製造した合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、440～640MPa程度の引張強さを有し、且つ優れた加工性および点溶接性を発揮しており、しかも良好なめっき特性をも発揮していることが分かる。

【0067】

【発明の効果】本発明は以上の様に構成されており、化学成分組成および組織を適切に調整することによって、440～640MPa程度の引張強さを有し、且つ加工性、めっき特性および点溶接性にも優れた冷延鋼板、およびこうした冷延鋼板を素地鋼板とする合金化溶融亜鉛めっき鋼板が実現でき、こうした各鋼板は、自動車、電機、機械等の産業分野で使用される素材として特に有用である。

フロントページの続き

(51)Int.Cl.<sup>7</sup>

// C 23 C 2/02

識別記号

F I

C 23 C 2/02

テマコード(参考)

(72)発明者	横井 浩一	Fターム(参考)	4K027 AA02 AA05 AA22 AA23 AB02
	神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会		AB13 AB28 AB43 AC12 AC15
	社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内		AC72 AC73 AE12 AE18 AE22
(72)発明者	池田 周之		AE27
	神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会	4K037	EA01 EA05 EA06 EA13 EA15
	社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内		EA16 EA17 EA20 EA27 EA28
(72)発明者	新堂 陽介		EB06 EB09 FA02 FA03 FB07
	神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会		FB10 FC03 FC08 FD03 FD04
	社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内		FE01 FG03 FK01 FK02 FK03
			FK08